تأثیر روش ساخت و متغیرهای آن بر ترکیب فازی، ریزساختار و خواص سرمت‌های آلومینیم- آلومینا*

لیلا فاضلی[۱] مهدی کلانتر[۲] مسعود مشرفی‌فر[۳]

چکیده

سرمت‌ها مواد مرکب زمینه سرامیکی هستند که به‌دلیل حضور فاز دوّم فلزی، افزون بر خواص و مزایای یک سرامیک، دارای چقرمگی و مقاومت به شوک حرارتی نیز می‌باشند. سرمت‌های پایه آلومینا، به‌دلیل پایداری حرارتی و شیمیایی و مقاومت به سایش بالا، گسترش بیش‌تری یافته‌اند. در این تحقیق، تأثیر متغیرهای فرایند ساخت سرمتِ آلومینیم- آلومینا به دو روش درجا و متالورژی پودر (با استفاده از محیط معمولی با لایه‌ی محافظ از کُک و آلومینا) بر ریزساختار (به‌کمک SEM)، ترکیب فازی (با آزمون XRD) و خواصی مانند سختی، استحکام، چقرمگی و چگالی نسبی ارزیابی شده است. از روش DTA برای بررسی نقش محیط و دما بر پدیده‌ی اکسایش و تغییرات فازی در اکسید آلومینیم استفاده شد. نتایج بررسی‌های DTA نشان دادند که در سرمت $30\%Al\text{-}Al_2O_3$ و در دمای بالاتر از ۵۰۰ ℃، پیک‌های گرمازا مربوط به اکسایش و در دمای ۱۱۰۰ ℃ پیک گرماگیر مربوط به تبلور اکسید آلومینیم بی‌شکل که با اکسایش آلومینیم شکل گرفته است، ظاهر می‌شود. نتایج آزمون XRD نشان دادند که پیک‌های مربوط به فاز فلزی آلومینیم در نمونه‌های تف‌جوشی شده با استفاده از لایه‌ی محافظ، کمی ضعیف‌تر از این پیک‌ها در شرایط استفاده از محیط آرگون می‌باشند. نتایج مربوط به اندازه‌گیری خواص و مطالعات ریزساختاری نشان دادند که بهترین خواص مربوط به نمونه‌های سرمتِ تهیه شده به‌روش درجا می‌باشد. برای نمونه‌های متالورژی پودر، بهترین شرایط ساخت در دمای تف‌جوشی ℃ ۱۵۰۰-۱۵۵۰ و با استفاده از ۲۰ درصد فاز فلزی به‌دست آمد.

واژه‌های کلیدی سرمت پایه آلومینا، آلومینیم، تف‌جوشی، خواص مکانیکی، ریزساختار.

Effects of Fabrication Parameters on Phase Composition, Densification and Mechanical Properties of Aluminum-Alumina Cermets

L. Phazeli M. Kalantar M. Moshrefifar

Abstract

As a high temperature structural ceramic, cermets exhibit less brittleness than ceramic-ceramic composites or monolithic ceramics owing to the presence of a ductile metal second phase in their microstructure. These cermets can, therefore, be used in applications where the abrasive, creep and thermo-mechanical resistance are required. In the present study, aluminum-alumina cermets with different amounts of aluminum were fabricated at different heat treatment temperatures. In order to evaluate the optimum manufacturing conditions, specimens with different aluminum contents were subjected to DTA and TGA analyses. In addition, microscopic observations, phase analyses, and toughness, strength and hardness measurements were performed using SEM, XRD, three-point bending testing and Vickers hardness testing methods, respectively. The results of DTA and XRD analyses showed that for the oxidizing atmosphere and high amounts of aluminum, there is an exothermic peak corresponding to the oxidation of aluminum and an endothermic peak corresponding to the phase transformation of Al_2O_3. Higher amounts of aluminum in starting materials caused an increase in the density and toughness, and a decrease in the hardness of the cermet specimens sintered at 1550°C, however, their strength increased when up to 20% aluminum was added. In addition, for the case of $30\%Al\text{-}Al_2O_3$ cermet, the strength and density increased as the temperature increased up to 1500 ºC, while the toughness increased up to 1550 °C. The oxidation of aluminum phase was also found to be of great importance, hence, it was concluded that the optimized properties may only be obtained using an argon atmosphere.

Key Words Alumina-based cermets, Aluminum, Sintering, , Mechanical Properties, Microstructure.

---

* نسخه‌ی نخست مقاله در تاریخ ۹۱/۱/۱٤ و نسخه‌ی پایانی آن در تاریخ ۹۱/۱۲/۱٦ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد

(۲) نویسنده‌ی مسئول: دانشیار، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد

(۳) مربی، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد

مقدمه

سرمت‌ها با زمینه‌ی سرامیکی و فـاز دوم فلـزی، افزون بر بهره جستن از خواص و مزایای یک سرامیک، ماننـد مقاومـت بـه سـایش و خـزش و اسـتحاکم ترمومکـانیکی، دارای چقرمگـی، مقاومـت بـه ضـربه، استحکام کششی، مقاومـت بـه ارتعـاش و مقاومـت در برابر شوک حرارتی نسبتاً بالایی هستند. بهایـن ترتیـب، سرمت‌ها جایگاه نسبتاً خوبی در کاربردهای دینامیکی و کاربردهایی که نیاز به تحمّل در برابر شوک حرارتـی و نیروی مکانیکی دارند، یافته‌اند. از جمله موارد کـاربرد سرمت‌ها می‌تـوان بـه قطعـات سـازه‌ای در موتورهـای جت و سیستم‌های هـوا و فضـا، مبـدّل‌هـای حرارتـی، مشعل‌ها، عایق‌ها و سپرهای حرارتی، بیومواد، ابزارهای برشی، قالب‌های کشش سیم و لایه‌های سطحی مقـاوم به سایش و یا مقـاوم بـه حـرارت بـر روی فولادهـا و آلیاژهـای دیگـر، اشـاره کـرد. در بعضـی از مـوارد، سـرمت‌هـا کـاربرد خاصـی در زمینـه‌هـای الکتریکـی، مغناطیسی، مهندسی پزشکی و حرارتی دارند. به‌عنـوان مثال می‌توان به مـواردی چـون نیمـه هـادی‌هـا، انـواع الکترودها در فرایندهای الکترولیز، پیل‌های سـوختنی و انواع باطری‌های ویژه و حس‌گرها اشاره کرد. فاز فلزی به‌دلیل پلاستیسیته و مقاومت برشی بالا، رشـد تـرک را مهار و کنترل می‌کند، و این افزایش مقاومـت بـه رشـد ترک و افـزایش چقرمگـی را بـه‌دنبـال دارد [1]. البتـه، شرط رخ دادن چنین پدیـده‌ای بـالاتر بـودن اسـتحکام پیوند بین فلز و سرامیک نسبت به استحکام تسلیم فلـز می‌باشد. اگر دانه‌های فاز فلزی ریزتر باشد، عدم تطابق حرارتی آن با سرامیک کم‌تر بوده و احتمال شکل‌گیری ریزترک‌ها در فصل مشترک کم‌تر خواهد بود. اگـر فـاز فلزی پیوسـته باشـد، کـاربرد سـرمت در دماهـای بـالا به‌دلیل چقرمگی و رسانایی بالاتر، افزایش مـی‌یابـد. در سرمت‌ها، فاز سرامیکی با ضریب انبساط حرارتـی کـم دارای مقاومت در برابر حرارت و سایش اسـت، و فـاز فلـزی نقـش بهبـود رسـانایی حرارتـی و الکتریکـی و خواص مکانیکی، مانند مقاومت به ضـربه و چقرمگـی، را دارد. آلومینا به‌دلیل خاصیّت دیرگدازی، مقاومت بـه سـایش و پایـداری شـیمیایی خـوب، کـاربرد زیـادی می‌تواند داشته باشد، امّا شکنندگی کاربرد آن را محدود کرده استد. برای افـزایش کـاربرد آن، بـه‌خصـوص در کاربردهـای دینـامیکی، فلزاتـی چـون کُـرُم [2-8]، آلومینیم [9-15]، آهـن [8,16,17]، تیتـانیم [18]، نیکـل [8,19,23]، مولیبدن [1]، تنگستن [23]، سـرب [24] و مس [25] به‌عنوان فاز دوّم به آن اضافه می‌شـود. قابـل ذکر است که کارهای تحقیقـاتی خـوبی در ایـن زمینـه انجام گرفتـه اسـت. از مهـم‌تـرین فراینـدهای سـاخت سرمت‌های پایه آلومینا، می‌توان به فرایندهایی هم‌چـون متالورژی پودر [4,6,7]، سنتز احتراقـی [2,3,16,18] یـا تف‌جوشی واکنشی [8]، پرس گـرم [2,20]، نفـوذدهی محلول‌های نمـک فلـز یـا مـذاب فلـز درون نمونـه‌ی پیش‌ساخته‌ی سـرامیکی [10,11,12,19]، پوشـش‌دهـی شیمیایی فاز بخار (CVD) [23]، سُل ژِل [24] و روش درجا [9]، اشاره کرد. انتخاب روش ساخت سرمت بـه هزینه‌های مربوط به مواد اولیّـه و فراینـد، سـهولت یـا پیچیدگی و تعداد مراحل فرایند بستگی دارد. بـه‌عنـوان مثال، برای سـاخت سـرمت Al_2O_3-Ni یـا Al_2O_3- Fe، مخلوط دو اکسید آلومینیم و نیکل یا اکسید آلـومینیم و آهن درون محیط هیدروژن احیا می‌شود، به گونه‌ای که فازهای فلزی نیکل و آهن ایجاد می‌شـوند [21]. بـرای ایجاد یک مخلوط همگن پـودری در روش متـالورژی پـودر، افـزون بـر روش‌هـای مکـانیکی از روش‌هـای شیمیایی نیز کمک گرفته می‌شود. به‌عنوان مثـال، پـودر آلومینا درون محلول نیترات فلـز مـورد نظـر (آهـن یـا نیکل) وارد می‌شود تا پوششی از اکسید یا هیدرواکسـید فلز مورد نظر بر روی سطح درات آلومینا تشکیل شـود [22]. برای ساخت سرمت‌های دو فلـزی کـه مخلـوط کـردن در آن اهمیّـت زیـادی دارد، مـی‌تـوان از روش شیمی تر و رسوب هم‌زمان اکسیدها اسـتفاده کـرد. در روش سُل ژِل، بـا انحـلال ترکیبـات آلـی- فلـز ماننـد آلکوکسید آلومینیم و آلکوکسید فلز مورد نظـر در یـک حلال مناسب نظیر الکل اتیلیک یا متانول، یک محلـول شفاف در دمای حدود ۵۰ °C تا ۷۰ °C تهیه مـی‌شـود که با تبخیر تدریجی آن در حضور یک عامـل پلـی‌مـر

کننده، ژِلی از هیدروکسیدهای آلومینیم و فلز شکل می‌گیرد. با کَلسینه شدن این ژِل، مخلوط همگنی از اکسید آلومینیم و اکسید فلز مورد نظر سنتز می‌شود. با احیای مخلوط دو اکسید آلومینیم و فلز در محیط هیدروژن، نانوپودر ماده‌ی مرکب آلومینا و ذرات فلزی شکل می‌گیرد [17]. در این مطالعه، خواص و فرایند ساخت سرمت‌های آلومینا– آلومینیم به دو روش مختلفِ درجا و متالورژی پودر با نسبت‌های مختلفی از فاز فلزی و شرایط مختلف عملیات حرارتی (دما و نوع محیط) بررسی شده است. تأثیر متغیرهای فرایند ساخت سرمت بر ترکیب فازی، ریزساختار و خواصی مانند چگالی نسبی، استحکام، سختی و چقرمگی نیز ارزیابی شده است.

مواد و روش انجام آزمایش‌ها

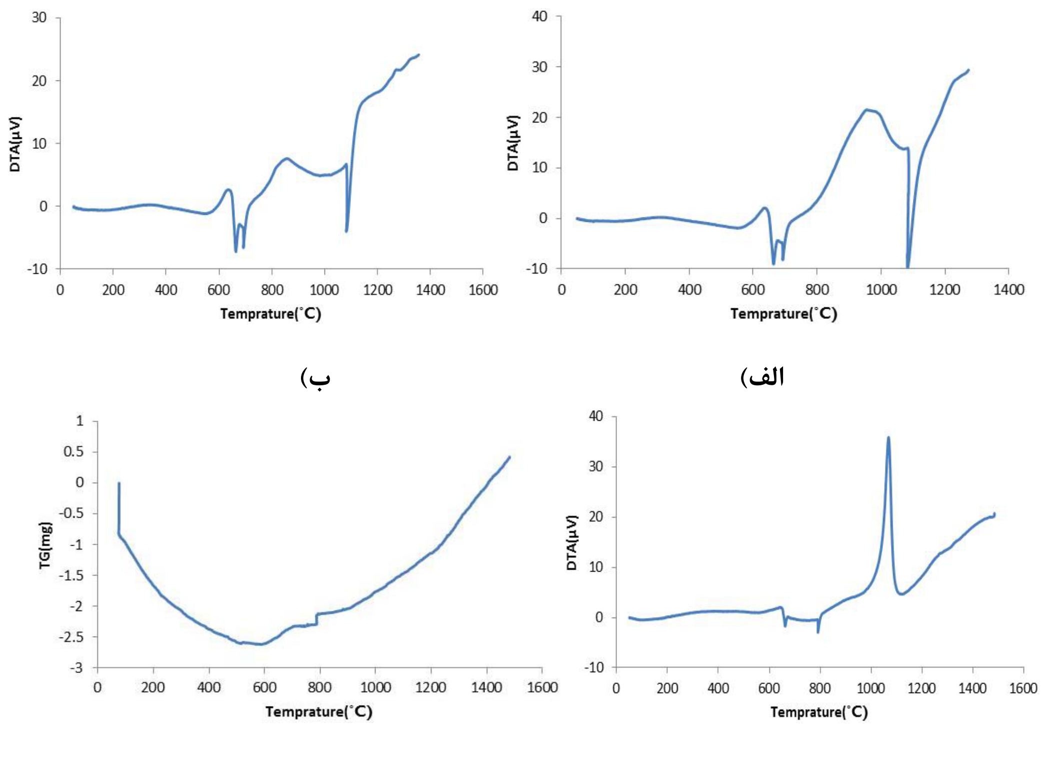
مواد اولیّه‌ی مورد استفاده پودر آلومینیم و پودر آلومینا بودند (جدول ۱) که در دو فرایند متالورژی پودر و اکسایش درجا استفاده شدند. مخلوط پودر آلومینیم و آلومینا در هر دو روش بعد از آسیا شدن به‌روش خشک، در یک آسیای از نوع فست میل (fast mill) با فشار ۱۰۰ MPa پرس شد و به این ترتیب، نمونه‌های قرص شکل به قطر ۵۰ و ارتفاع ۵ میلی‌متر به‌دست آمد. در روش متالورژی پودر، نمونه‌های فشرده شده با ترکیب $30\%Al\text{-}Al_2O_3$ ابتدا در دماهای مختلف از ۱۴۰۰ °C تا ۱۶۰۰ °C به‌مدّت زمان ۱/۵ ساعت در محیط هوا با لایه‌های محافظی از کُک و آلومینا تف‌جوشی شدند. در مرحله‌ی بعد، نمونه‌های فشرده شده با آلومینیم و آلومینا به نسبت‌های مختلف از ۱۰ تا ۳۰ آلومینیم در دمای ۱۵۵۰ °C تف‌جوشی شدند. فرایند اکسایش درجا به دو روش مختلف انجام شد. در روش اوّل، عملیات تف‌جوشی بر روی نمونه‌های فشرده شده از پودر آلومینیم در دمای ۱۲۰۰ °C به‌مدّت ۳ ساعت در محیط معمولی و بدون لایه‌ی محافظ انجام گرفت. در روش دوّم، ابتدا پودر آلومینیم در دمای ۱۲۰۰ °C و در هوا به‌مدّت زمان حداقل ۳ ساعت تاب‌کاری شد، به‌طوری که پودر سفید رنگ با لایه‌ی مغزی آلومینیم به‌دست آمد. در مرحله‌ی بعد، فرایندهای مخلوط‌سازی به نسبت ۷۰ درصد پودر تاب‌کاری شده و ۳۰ درصد پودر آلومینیم، پرس‌کاری و تف‌جوشی در محیط معمولی با لایه‌های محافظ از کُک و آلومینا در دمای ۱۵۵۰ °C انجام شدند. برای تعیین دمای شروع اکسایش آلومینیم، آزمون‌های بررسی حرارتی به‌روش افتراقی (DTA) و وزن‌سنجی حرارتی (TG) انجام شدند. آزمون‌های تعیین چگالی به‌روش ارشمیدس، سختی‌سنجی به‌روش ویکرز (با نیروی ۱۰ Kg، سرعت اعمال نیروی ۱۰N/Sec و زمان اعمال ۳۰ ثانیه)، تعیین استحکام خمشی و چقرمگی به‌روش سه نقطه‌ای (با فاصله‌ی تکیه‌گاهی ۵۰ میلی‌متر) بر روی نمونه‌های تف‌جوشی شده به ابعاد ۵۵ mm^3 ×۳×٤، و پس از صیقلی شدن سطوح بزرگ کششی و فشاری و پخ زده شدن لبه‌ها و گوشه‌های تیز آن‌ها، انجام شدند. بر روی نمونه‌های آزمون تعیین چقرمگی، یک شیار با نسبت عمق شیار به ضخامت نمونه‌ی ۰/٤۵ ایجاد شد. مطالعات ریزساختاری به‌کمک میکروسکپ SEM (از نوع camscan mv2300) بر روی نمونه‌های تف‌جوشی شده پس از انجام حکّاکی شیمیایی (به‌مدّت زمان ۳۰ ثانیه درون محلول ۱۰ درصد اسید HF) و پوشش‌دهی مناسب، صورت گرفت. تغییرات فازی در نمونه‌های آسیاکاری شده و یا تف‌جوشی شده به‌کمک روش تفرق اشعه‌ی X (با استفاده از دستگاه Philips 1500D) مطالعه شد.

جدول ۱ مشخصّات و ویژگی‌های انواع پودرهای مورد استفاده به‌عنوان مواد اولیّه

نوع پودر	اندازه‌ی متوسط ذرات (µm)	درصد خلوص	چگالی (gr/cm^3)
اکسید آلومینیم	≤٦۳	۹۹	۳/۹۷
آلومینیم	≤۳۱۵	۹۹	۲/۷

نتایج و بحث

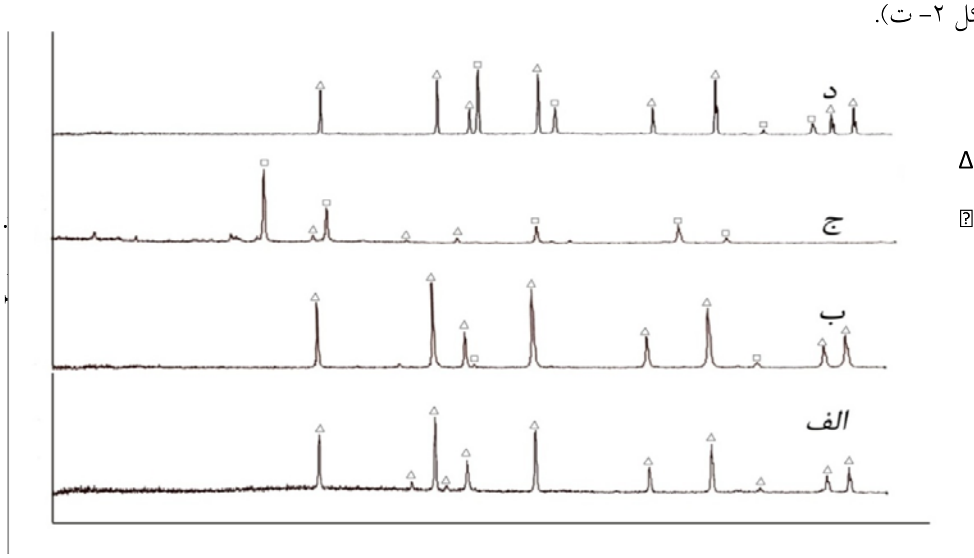
آزمون‌های DTA و TG. در شکل ۱–الف، ابتـدا پیک‌های گرماگیر مربوط به ذوب آلومینیم (٦٦٠ °C) و در مرحله‌ی بعدی، پیک‌های گرمازای مربوط به شـروع اکسـایش آلـومینیم قبـل از ذوب (۵۸۰ °C) و پـس از ذوب آلومینیم (۹۵۰ °C) و در نهایـت، پیـک گرمـاگیر مربوط به تغییرات فازی از آلومینای بـی‌شـکل بـه δ و سـپس بـه γ و در نهایـت بـه α (۱۱۰۰ °C) مشـاهده می‌شوند. شروع اکسایش که با جـذب اکسـیژن محـیط رخ می‌دهد، با افزایش وزن همراه است، و نمـودار TG به‌خوبی آن را نشان می‌دهد (شـکل ۱– ت). در محـیط آرگون، پیک‌های اکسایش باز هـم مشـاهده مـی‌شـوند (به‌دلیل ناخالص بودن گاز آرگـون)، امّـا شـدّت آن‌هـا به‌مراتب کم‌تر اسـت. بـه‌همـین دلیـل، پیـک گرمـاگیر مربوط به تغییرات فازی آلومینـا شـدّت کـم‌تـری دارد (شکل ۱– ب). می‌توان گفت که تغییرات فازی بیش‌تر مربوط به آلومینایی است که به‌دلیل اکسـایش آلـومینیم شـکل مـی‌گیـرد و آلومینـای اولیّـه از ابتـدا بـه‌شـکل Al_2O_3–α بوده است. درصد آلومینیمِ کم‌تر در مخلـوط پودر ماده‌ی مرکب می‌تواند دمای شروع اکسایش را بـه تأخیر بیاندازد، به‌طوری که قبـل از ذوب اکسـایش رخ نـداده و پـس از ذوب هـم اکسـایش بـه‌جـای دمـای ۹۵۰ °C، از دمای تقریبـی ۱۱۰۰ °C شـروع مـی‌شـود. افزون بر این، به‌دلیل درصد کم آلومینیم، پیک گرمـاگیر مربوط به تبلور آلومینای اکسید شده که ابتدا بـی‌شـکل بوده است نیز مشاهده نمی‌شود (شکل ۱– پ).



شکل ۱ نتایج آزمون بررسی حرارتی افتراقی نمونه‌های سرمت Al-Al_2O_3 با توجه به محیط و درصد آلومینیم در آن؛ الف) ۳۰ درصد Al، محیط معمولی؛ ب) ۳۰ درصد Al، محیط آرگون؛ ج) ۱۰ درصد Al، محیط آرگون و د) تغییرات وزنی مربوط به قسمت الف

آزمون XRD. با توجه به شکل (۲) که طیف XRD برای انواع نمونه‌های سرمت تهیه شده در شرایط متفاوت را نشان می‌دهد، Al و α-Al_2O_3 فازهای نهایی برای همه‌ی آن‌ها می‌باشند. برای نمونه‌های تاب‌کاری شده و نمونه‌های متالورژی پودرِ Al-Al_2O_3 در حالت تف‌جوشی شده بدون لایه‌ی محافظ، پیک‌ها تقریباً مربوط به آلومینا بوده و پیک‌های آلومینیم بسیار ضیف هستند (شکل ۲- الف). با این‌حال، برای لایه‌ی سطحی نمونه‌های درجا و نمونه‌ی متالورژی پودرِ Al-Al_2O_3 با لایه‌ی محافظ، پیک‌های آلومینیم نسبتاً ضعیف می‌باشند (شکل ۲- ب). لایه‌ی مغزی در نمونه‌های درجا از آلومینیم غنی بوده و طیف XRD پیک‌های نسبتاً ضعیف Al_2O_3 را نشان می‌دهد (شکل ۲- پ). برای محیط آرگون، پیک‌های کمی قوی‌تر نسبت به حالت وجود لایه‌ی محافظ مشاهده می‌شود، و این دلیلی بر عدم اکسایش یا اکسایش ضعیف‌تر آلومینیم می‌باشد (شکل ۲- ت).

قابلیّت تف‌جوشی، ریزساختار و خواص مکانیکی. همان‌گونه که در جدول (۲) مشاهده می‌شود، برای نمونه‌های سرمت $30\%Al$-Al_2O_3 ساخته شده به‌روش متالورژی پودر، چگالی نسبی با افزایش دمای تف‌جوشی تا $1500\ ^\circ C$ به‌میزان ۹۰ درصد افزایش می‌یابد. البته این افزایش تنها به‌دلیل کاهش میزان تخلخل در نمونه نیست، بلکه احتمالاً می‌تواند به‌دلیل اکسایش آلومینیم و تشکیل اکسید آلومینیم با چگالی بالاتر باشد [10]. با افزایش دمای تف‌جوشی، سختی همواره افزایش یافته است و از ۲/۳ GPa در $1400\ ^\circ C$ به ۵/۶ GPa در دمای $1600\ ^\circ C$ رسیده است. امّا استحکام نمونه‌های تف‌جوشی شده در دماهای بالاتر از $1500\ ^\circ C$ کاهش یافته و از ۳۲۵ MPa در دمای $1500\ ^\circ C$ به ۲۸۰ MPa در دمای $1600\ ^\circ C$ رسیده است، و این می‌تواند به‌دلیل افزایش اکسایش آلومینیم باشد. قابل توجه است که طیف XRD برای نمونه‌ی تف‌جوشی شده در دمای $1600\ ^\circ C$، پیک‌های ضعیفی از آلومینیم را نشان می‌دهد (شکل ۲- ب).



شکل۲ الگوی تفرق اشعه‌ی X برای نمونه‌های سرمت $30\%Al$-Al_2O_3 تهیه شده با فرایندهای مختلف؛ الف) نمونه‌های تاب‌کاری شده و نمونه‌های متالوژی پودر Al-Al_2O_3 بدون لایه‌ی محافظ، ب) لایه‌ی سطحی در نمونه‌های درجا و نمونه‌های متالوژی پودر Al-Al_2O_3 با لایه‌ی محافظ، پ)لایه‌ی مغزی در نمونه‌های درجا، و ت) نمونه‌های متالوژی پودر Al-Al_2O_3 تف‌جوشی شده در محیط آرگون

در حقیقت، به‌دلیل بالاتر بودن حجم مولی اکسید یک فلز نسبت به حجم مولی آن، اکسایش آلومینیم می‌تواند همراه با افزایش تعداد ریزترک‌ها باشد [9]. به این ترتیب، چگالی نسبی و استحکام نمونه‌های تف‌جوشی شده در دماهای بالاتر از $1500\ ^oC$ نیز کاهش می‌یابند. افزون بر این، درشت شدن ریزساختار نیز می‌تواند نقش مهمی در کاهش استحکام داشته باشد، امّا چقرمگی روند افزایشی خود را تا دمای ۱۵۵۰ °C ادامه داده و به‌میزان $4/5\ MPa.m^{1/2}$ می‌رسد، و این می‌تواند به‌دلیل حساسیّت کم‌تر آن به عیوب باشد (شکل ۳). کاهش چقرمگی در دمای تف‌جوشی ۱۶۰۰ °C می‌تواند به‌دلیل افزایش قابل توجه ریزترک‌ها باشد، به‌گونه‌ای که با پیوستن آن‌ها به یک‌دیگر، ترک‌های بزرگ‌تری تشکیل شده و رشد ترک شتاب می‌گیرد [12].

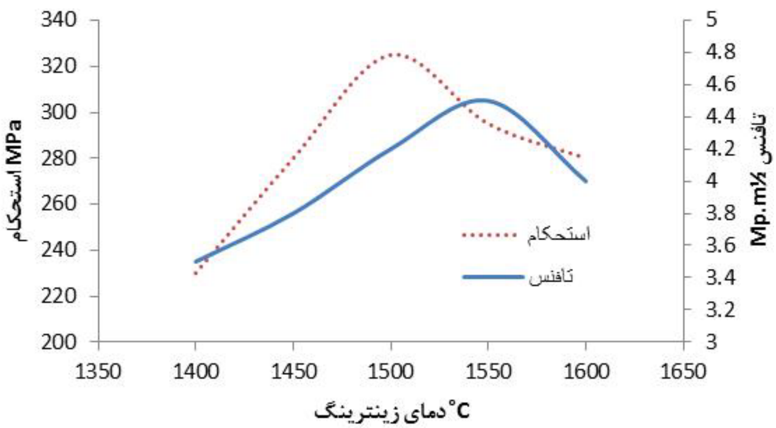
جدول ۲ خواص فیزیکی و مکانیکی نمونه‌های سرمت $30\%Al\text{-}Al_2O_3$ تف‌جوشی شده در دماهای مختلف در محیط معمولی با بستر محافظ

نمونه	چگالی نسبی(٪)	سختی (GPa)	استحکام (MPa)	چقرمگی ($MPa.m^{1/2}$)
۱۴۰۰	۸۳	۲/۳	۲۳۰	۳/۵
۱۴۵۰	۸۷	۲/۷	۲۸۰	۳/۸
۱۵۰۰	۹۰	۳	۳۲۵	۴/۲
۱۵۵۰	۸۸	۴/۵	۲۹۵	۴/۵
۱۶۰۰	۸۴	۵/۶	۲۸۰	۴

با مقایسه‌ی خواص مکانیکی به‌دست آمده برای سرمت‌های ساخته شده به روش‌های اکسایش درجا و تف‌جوشی شده در ۱۲۰۰ °C و نیز، متالورژی پودر در دمای ۱۵۵۰ °C (جدول ۳)، بالاترین استحکام در روش اکسایش درجا حاصل شده است. در حقیقت، در حالت اکسایش درجا، یک ماده‌ی مرکب لایه‌ای به‌دلیل شکل‌گیری لایه‌ی سطحی از سرمتِ $Al\text{-}Al_2O_3$ بر روی هسته‌ای از آلومینیم، حاصل شده است، [13]، به‌طوری که هسته چکش‌خوار و لایه‌ی سطحی مقاوم به سایش است. از طرفی، به‌دلیل انجام این فرایند در دمای پایین‌تر ولی در مدّت زمان نسبتاً طولانی‌تر، فرایند ارزان‌تر خواهد بود. این ماده‌ی مرکب که شیب‌دار (FGM) خواهد بود، دارای چقرمگی تا $7/5\ MPa.m^{1/2}$ و استحکام ۳۴۰ MPa می‌باشد (جدول ۳) که در مقایسه با نمونه‌های متالورژی پودر، بالاترین خواص مکانیکی را دارد.

برای سرمت‌های ساخته شده از پودر تاب‌کاری شده، نمونه‌ها کاملاً ریزترک‌دار (شکل ٤) و ترد می‌باشند، به‌طوری که از اندازه‌گیری خواص آن‌ها صرف‌نظر شده است. در واقع، در روش تاب‌کاری و به‌دلیل ایجاد ذرات درشت اکسید آلومینیم از ذرات نسبتاً درشت آلومینیم، تراکم‌پذیری در فرایند پرس‌کاری پایین‌تر است. به‌همین دلیل، منافذ بیش‌تری برای نفوذ اکسیژن وجود خواهند داشت، به‌گونه‌ای که میزان بالاتری از آلومینیم در فرایند پخت اکسید می‌شود. از طرف دیگر، به‌دلیل درشت‌تر بودن ذرات آلومینا، قابلیّت تف‌جوشی آن نیز پایین‌تر است.

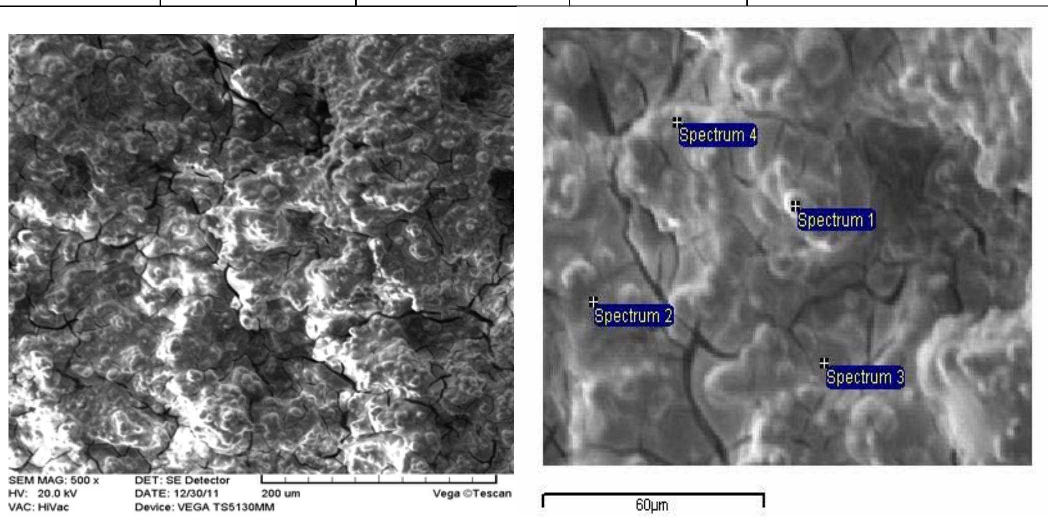
نتایج بررسی‌های EDX برای نقطه‌های نشان داده در شکل‌های (٤- الف) و (٥) و جدول (٤) نشان می‌دهند که نقطه‌های ۱ و ۲ مربوط به فاز آلومینیم هستند، و نتیجه‌ی مربوط به نقطه‌ی ٤ دقیقاً با اکسید آلومینیم مطابقت دارد. نقطه‌ی ۳ نیز می‌تواند تداخلی از آلومینیم در فاز اکسید آلومینیم باشد و این، نتایج XRD را تأیید می‌کند.



شکل۳ تغییرات چقرمگی و استحکام سرمتِ $30\%Al\text{-}Al_2O_3$ بر حسب دمای تف‌جوشی

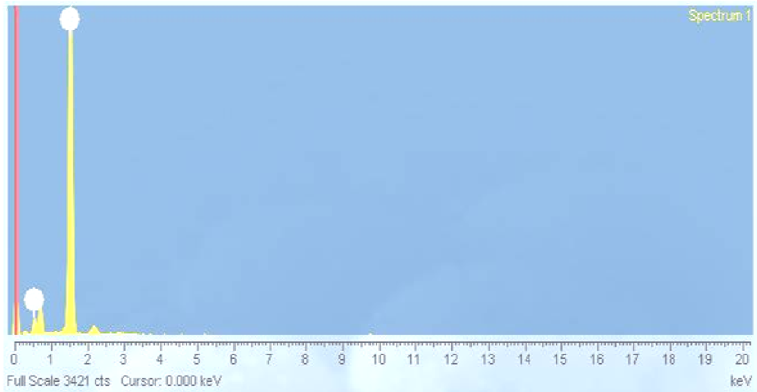
جدول ۳ خواص فیزیکی و مکانیکی نمونه‌های سرمت تف‌جوشی شده در دمای °C ۱۵۵۰ در محیط معمولی با بستر محافظ برای نمونه‌های متالورژی پودر و اکسایش درجا

نمونه	چگالی نسبی(٪)	سختی (GPa)	استحکام (MPa)	چقرمگی ($MPa.m^{1/2}$)
اکسایش درجا	۹۵	٦/۵	۳٤۰	۷/۵
متالورژی پودر				
۱۰٪ آلومینیم	۸۲	۸/٦	۲۱۰	۲/۵
۲۰٪ آلومینیم	۸٦	۵/۷۸	۲۵۵	۳/٦
۳۰٪ آلومینیم	۹۰	٤/۵	۲۳۰	٤/۲

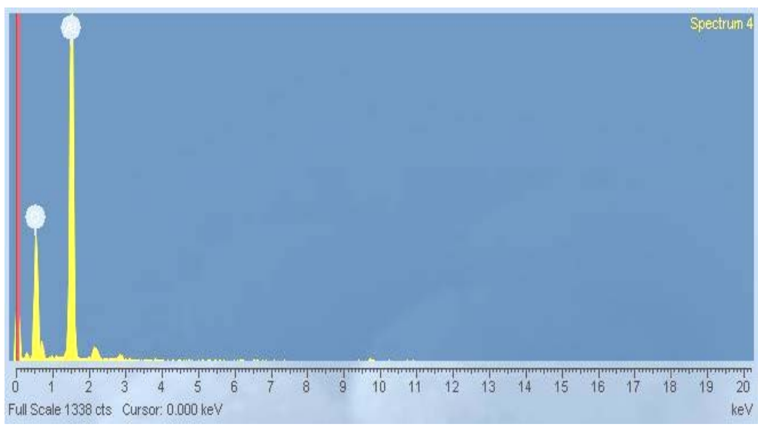


ب الف

شکل ٤ تصویرهای SEM مربوط به نمونه‌ی تف‌جوشی شده به‌روش تاب‌کاری؛ الف) با بزرگ‌نمایی ۲۰۰۰ برابر، ب) با بزرگ‌نمایی ۵۰۰برابر



الف



ب

شکل ۵ طیف مربوط به آزمون EDX برای دو نقطه‌ی مشخص شده؛ الف) طیف ۱ در محدوده فازی آلومینیم، و ب) طیف ٤ در محدوده فازی آلومینا بر روی تصویر میکروسکپی شکل ۵- الف

جدول٤ نتایج آزمون EDX مربوط به نقطه‌های مشخص شده در شکل ۵- الف

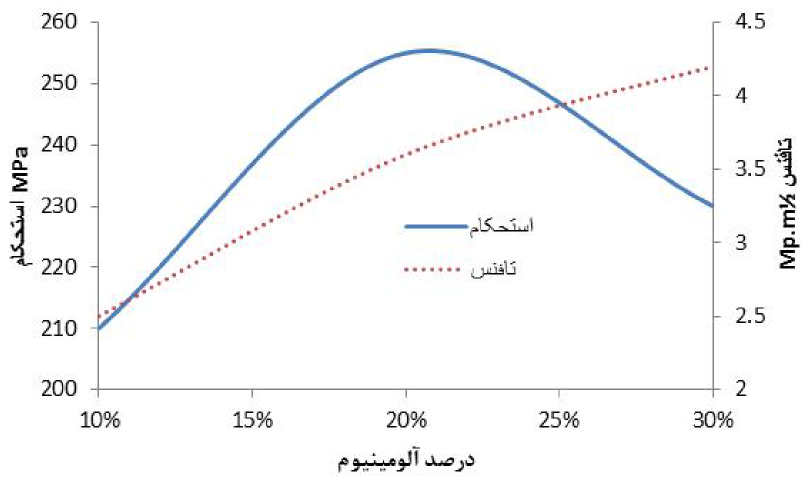
موقعیت	درصد Al	درصد O
۱	۸۹/۳۱	۱۰/۶۹
۲	۹۷/۳۹	۲/۶۱
۳	۶۱/۲۲	۳۸/۷۸
۴	۴۶/۵۹	۵۳/۴۱

همان‌طور که در جدول (۳) مشاهده می‌شود، با افزایش درصد آلومینیم، تراکم‌پذیری برای نمونه‌های سرمتِ تولیدی به‌روش متالورژی پودر همواره افزایش یافته است، و این می‌تواند به‌دلیل پر شدن حفره‌ها توسط مذاب آلومینیم در دمای تف‌جوشی باشد.

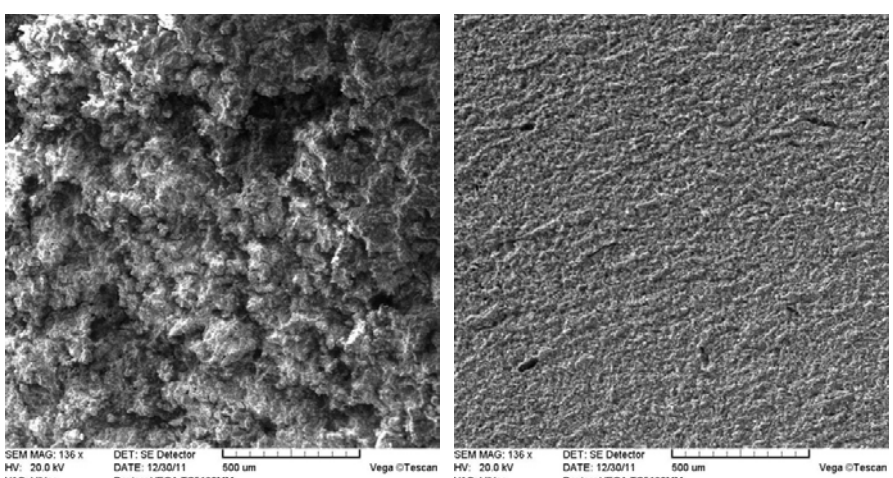
استحکام نمونه‌های سرمت با افزایش درصد آلومینیم تا ۲۰ درصد افزایش می‌یابد، و در بالاتر از آن کاهش می‌یابد (شکل ٦) که دلیل آن می‌تواند وجود اختلاف در ضریب انبساط حرارتی و مدول کشسان آلومینیم و آلومینا باشد. در میزان‌های بالای آلومینیم، تنش‌های

پس‌ماند انقباضی ایجاد شده حین سرد شدن از دمای تف‌جوشی باعث ایجاد ریزترک‌ها در نمونه‌ی سرمت می‌شوند، امّا سختی نمونه‌های سرمت با افزایش درصد آلومینیم همواره کاهش می‌یابد. دلیل این کاهش، افزایش درصد فاز فلزی می‌باشد. به‌دلیل افزایش فاز چکش‌خوار فلزی، چقرمگی روند افزایشی خود را تا ۳۰ درصد آلومینیم حفظ می‌کند (شکل ٦).

با مقایسه‌ی تصویرهای SEM مربوط به نمونه‌ی سرمتِ تف‌جوشی شده در محیط معمولی با لایه‌ی محافظ و محیط آرگون (شکل ۷– الف وب)، مشاهده می‌شود که تف‌جوشی در سرمتِ $Al\text{-}Al_2O_3$ در محیط آرگون، به‌دلیل اکسایش کم‌تر فاز آلومینیم، بهتر انجام می‌شود و به‌این ترتیب، ریزساختار فشرده‌تری حاصل می‌شود (شکل ۷– الف). این در حالی است که در محیط به‌کار رفته با لایه‌ی محافظ، به‌دلیل نفوذ اکسیژن و اکسایش آلومینیم، تف‌جوشی به‌خوبی انجام نشده و در نتیجه، ریزساختار نسبتاً متخلخلی به‌دست آمده است (شکل ۷– ب).



شکل ٦ تغییرات استحکام و چقرمگی $Al\text{-}Al_2O_3$ تف‌جوشی شده در دمای ۱۵۵۰ °C به‌عنوان تابعی از درصد فاز فلزی



ب الف

شکل ۷ تأثیر نوع محیط بر روی ریزساختار سرمتِ $Al\text{-}Al_2O_3$٪۳۰؛ الف) محیط آرگون، و ب) محیط معمولی با لایه‌ی محافظ

نتیجه گیری

۱- نتایج آزمون DTA در بارهٔ سرمتِ $30\%Al-Al_2O_3$ نشان دادند که از دمای ۵۰۰ °C به بالا، پیک‌های گرمازای مربوط به اکسایش ظاهر می‌شوند، امّا در دمای ۱۱۰۰ °C، پیک گرماگیر مربوط به تبلور اکسید آلومینیم بی‌شکل که با اکسایش آلومینیم تشکیل شده است، دیده می‌شود.

۲- نتایج آزمون XRD نشان دادند که پیک‌های مربوط به فاز فلزی آلومینیم برای نمونه‌های تف‌جوشی شده با استفاده از لایه‌ی محافظ، کمی ضعیف‌تر پیک‌های مربوط به محیط آرگون می‌باشند. بنابراین، آرگون می‌تواند جایگزینی برای محیط خنثی که محیطی ارزان‌تر است، باشد.

۳- در روش درجا، یک مادهٔ مرکب لایه‌ای شکل می‌گیرد، به‌طوری که لایه‌ی سطحی مقاوم به سایش متشکل از آلومینا و لایه‌ی مغزی چکش‌خوار از جنس آلومینیم می‌باشد. این ماده در مقایسه با نمونه‌های متالورژی پودر، بهترین خواص مکانیکی را داشته است (استحکام ۳٤۰ MPa و چقرمگی ۷/۵ $MPa.m^{1/2}$).

٤- چگالی نسبی و استحکام سرمتِ $30\ \%Al-Al_2O_3$ تهیه شده به‌روش متالورژی پودر با افزایش دما تا ۱۵۰۰ °C به‌ترتیب تا ۹۰ درصد و ۳۲۵ MPa افزایش یافتند، ولی در دمای بالاتر از آن، کاهش یافتند. با این‌حال، افزایش چقرمگی تا دمای ۱۵۵۰ °C (٤/۵ MPa) و افزایش سختی تا دمای ۱٦۰۰ °C (۵/٦ GPa) ادامه یافت.

۵- برای نمونه‌های متالورژی پودر تف‌جوشی شده در دمای ۱۵۵۰ °C، با افزایش درصد فاز فلزی تا ۲۰ درصد، استحکام به‌میزان ۲۱/٤ درصد افزایش یافت. امّا این افزایش تا ۳۰ درصد، چقرمگی را به‌میزان ٦۸ درصد و چگالی نسبی را تا ۹۰ درصد افزایش و سختی را به‌میزان حدود ٤۷ درصد کاهش داد.

مراجع

1. Katarzyna, K., Michal C. M. and Krzysztof J.K.C., ″Studies of the effect of metal particles on the fracture toughness of ceramic matrix composites″, *Materials Characterization*, Vol. 51, pp.335–340, (2003)

2. Guichard, J.L., Tillement, O. and Mocellin, A., ″Alumina-Chromium Cermets by Hot-Pressing of Nanocomposite Powders″, *Journal of the European Ceramic Society*, Vol. 18, pp. 1743- 1752, (1998)

3. Xiaochun, Z., ,Guoxiong, S. and Shuge, Z., ″Combustion synthesis of Al_2O_3(-Cr_2O_3)-Cr cermrts″, Scripta mater, Vol. 42, pp. 1167–1172, (2000)

4. Guichard, J.L., Mocellin, A., Simonnot, M.O., Remy, J.F. and Sardin, M., ″Surface of mechanosynthesized Al_2O_3-Cr nanocomposite powders″, Powder Technology, Vol. 99, pp.257-263, (1998)

5. Witold, W., Michał, B., Marcin, C. and Katarzyna, P., ″Modeling of thermally induced damage in the processing of Cr–Al_2O_3 composites″, Composites, Part B, (2011)

6. Chmielewski, M. and Pietrzak, K., ″Processing, microstructure and mechanical properties of Al_2O_3–Cr nano-composites″, *Journal of the European Ceramic Society*, Vol. 27, pp .1273–1279, (2007)

7. Ji, Y. and Yeomans, J.A., ″Processing and mechanical properties of Al_2O_3–5 Vol.% Cr nanocomposites″, Journal of the European Ceramic Society, Vol. 22, pp.1927–1936, (2002)

8. Chang, C., ,Jianfeng, Y., ″Congyang, C., Guanjun, Q. and Chonggao, B., ″Porous nano- Al_2O_3/Fe–Cr–Ni composites fabricated by pressureless reactive sintering″, *Materials Chemistry and Physics*, (2011)

9. Dickon, H.L.N., Qing, Z., Caidong Q., Man, w. H. and Yanrou, H., ″Formation of aluminum/alumina ceramic matrix composite by oxidizing an Al-Si-Mg alloy″, *Journal of the European Ceramic Society*, Vol. 21, pp.1049-1053, (2001)

10. Chang, G. H., Yeon, G. and Jung, U. P., ″Effect of microstructure on fracture behavior of Al_2O_3 /Al composite by reactive metal penetration″, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 30 , pp.292–299, (2000)

11. Konopka, K. and Szafran M., ″Fabrication of Al_2O_3–Al composites by infiltration method and their characteristic ″, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 175, pp.266–270, (2006)

12. Nagendra N., Rao, B.S. and Jayaram V, ″Microstructures and properties of Al_2O_3/Al–AlN composites by pressureless infiltration of Al-alloys″, *Materials Science and Engineering*, Vol. A269, pp.26–37, (1999)

13. Zhijian, Y., Shunyan T., Xiaming, Z. and Chuanxian, D., ″ Microstructure and mechanical properties of Al_2O_3-Al composite coating deposited by plasma spraying″, Applied Surface Science , Vol. 25, pp.1636-1643, (2008)

14. Sangghaleh, A. and Halali, M., ″Effect of magnesium addition on the wetting of alumina by aluminum″, Applied Surface Science, Vol. 255, pp.8202–8206, (2009)

15. Sangghaleh, A. and Halali, M., ″An investigation on the wetting of polycrystalline alumina by aluminum″, *Journal of materials processing technology*, Vol. 197, pp.156–160, (2008)

16. Schicker,S., Erny, T., Garcia, D. E., Janssen, R. and Claussen, N., ″Microstructure and Mechanical Properties of Al-assisted Sintered Fe/Al_2O_3 Cermets″, *Journal of the European Ceramic Society*, Vol. 19, pp.2455-2463, (1999)

17. Devaux X., ″Nanocomposites a matrice ceramique: system alumina-metaux de transition (fer, chrome) et alumina-alliages (fer-chrome) ″, PhD. Thesis, universite paul Sabatier, Toulouse, France, (1991)

18. Mas-Guindal, M.J., Benko E. and Rodriguez, M.A., ″Nano-structured metastable cermets of Ti–Al_2O_3 through activated SHS reaction″, Journal of Alloys and Compounds, Vol. 454, pp.352–358, (2008)

19. Guo-Jun, L., Xiao-Xian, H. and Jing-Kun G., ″Fabrication, microstructure and mechanical properties of Al_2O_3/Ni nanocomposites by a chemical method″, Materials Research Bulletin, Vol. 38, pp.1591–1600, (2003)

20. Konopka, K. Bucki, J.J., Gierlotka S., Zielinski, W. and K.J. Kurzyydowski, ″Characterization of the metal particles fraction in ceramic matrix composites fabricated under high pressure″, *Materials Characterization*, Vol. 56, pp..394–398, (2006)

21. Tuan, W.H. and Brook, R.J., ″The toughening of alumina with nickel inclusion″, *J. Eur. Cera. Soc*., Vol. 6, pp. 31-37, (1990)

22. Tuan, W.H., Wu, H.H. and Yang, T.J., ″The preparation of Al_2O_3/Ni composites by a powder coating technique″, *J. Mat. Sci*., Vol. 30, pp. 855-859, (1990)

23. Berghaus, A., Djahanbakhsh, A. and Thomas, L.K., ″Characterisation of CVD-tungsten-alumina cermets for high-temperature selective absorbers″, *Solar Energy Materials and Solar Cells*, Vol. 54, pp.19-26, (1998)

24. Bhattacharya, P. and Chattopadhyay, K , ″Nano Al_2O_3-Pb and SiO_2-Pb cermets by SOL-GEL technique and the phase transformation study of embedded Pb particles″, Nano-Structured Materials, Vol. 12, pp.1077-1080, (1999)

25. Xianhui W., Shuhua L., Ping Y. and Zikang, F., ″Effect of Al_2O_3 Content on Electrical Breakdown Properties of Al_2O_3/Cu Composite″, JMEPEG, Vol. 19, pp.1330–1336, (2010)